بررسی اثر متغیرهای دما و زمان نگه‌داری فرایند SIMA بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲٤*

پیام رئیسی گوجانی[۱] مصطفی علیزاده[۲]

چکیده

در این پژوهش به بررسی تأثیر دما و زمان نگه‌داری فرایند شکل‌دهی نیمه‌جامد مذاب فعال شده ناشی از کرنش بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲٤ و مقایسه‌ی آن با عملیات حرارتی T6 پرداخته شده است. نتایج حاصل از بررسی‌های ریزساختاری انجام شده با استفاده از میکروسکوپ الکترونی نوری و روبشی و تحلیل طیف سنجی پراش انرژی پرتو ایکس، نشان داد که با افزایش دما و زمان نگه‌داری، میزان کرویت ابتدا افزایش و سپس کاهش می‌یابد و همچنین ترکیبات یوتکتیک در مرزدانه‌ها پیوسته‌تر و میزان حفرات انقباضی نیز بیشتر شده‌اند. علاوه‌براین نتایج حاصل از تست کشش بیانگر افزایش ۱۱٦درصدی حالت بهینه‌ی ازدیاد طول و ٤٤درصدی چقرمگی در مقابل کاهش ۵٫۵درصدی استحکام و ۳٫۷درصدی سختی نسبت به عملیات T6 بوده است. این نتایج بیانگر تأثیر مثبت فرایند مذاب فعال شده ناشی از کرنش بر روی خواص مکانیکی می‌باشد.

واژه‌های کلیدی آلیاژ آلومینیوم۲۰۲٤، فرایند SIMA، خواص مکانیکی.

Evaluation of the Effect of Holding Temperature and Time of SIMA Process on the Microstructure and Mechanical Properties of Aluminum Alloy 2024

P. Raiesi Gojani M. Alizadeh

Abstract

This study aims to investigate the effect of holding temperature and time of semi-solid SIMA process on the microstructure and mechanical properties of aluminum alloy 2024 and to compare it with T6 heat treatment. The results of scanning electron microscopy, EDX analysis and metallographic techniques showed that an increase in holding temperature and holding time would first lead to an increase in sphericity and then a decrease is observed. This process led to an increased formation of continuous eutectic microconstituent in the grain boundaries and also more cavities. The optimum cases represented an increase of 116% in elongation and 44% in toughness, and a decrease of 3.7% in strength and 5.5% in hardness in comparison with T6 heat treated sample. The results indicated the positive effects of SIMA process on the mechanical properties.

Key words Aluminum Alloy 2024, SIMA Process, Mechanical Properties.

* نسخهٔ نخست مقاله در تاریخ ۹۳/۱۱/٦ و نسخهٔ پایانی آن در تاریخ ۹٦/۱/۱۹ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱)نویسنده مسئول: دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده علوم و فناوری نوین، دانشگاه تحصیلات تکمیلی صنعتی و فراوری پیشرفته کرمان.
Email: raiesi.payam@gmail.com

(۲)استادیار، دانشکده علوم و فناوری نوین، دانشگاه تحصیلات تکمیلی صنعتی و فراوری پیشرفته کرمان.

DOI: 10.22067/ma.v0i29.43794

مقدمه

از سال ۱۹۷۰ تکنولوژی نیمه جامد به طور سریعی گسترش یافت. قطعات گلوبولی تولیدی به این روش عموماً برای کاهش تنش‌های جریان و تولید قطعات نزدیک شکل نهایی استفاده می‌شود [1]. به طور کلی دو روش اصلی رئوفرمینگ و تیکسوفرمینگ برای تولید قطعات، توسط فناوری نیمه‌جامد وجود دارد [2-3]. در فرایندهای شکل‌دهی نیمه‌جامد از نوع تیکسوفرمینگ، ساختار گلوبولی تأثیر مهمی بر خواص محصول نهایی دارد [4-5]. برای دسترسی به این ساختار، از فرآیندهای مختلف هم‌زنی مکانیکی و مغناطیسی و روش‌های ترمومکانیکی، مثل مذاب فعال شده ناشی از کرنش (SIMA) و تبلور مجدد و ذوب جزئی (RAP) استفاده می‌شود. اغلب، فرآیند هم‌زنی مغناطیسی در حالت نیمه جامد به منظور شکستن دندریت‌ها استفاده می‌شود که این فرآیند دارای مشکلاتی از جمله عدم یکنواختی و باقی ماندن برخی از قسمت‌های شاخه مانند است. در واقع در این فرایند ساختار کاملاً گلوبولی بدست نمی‌آید [4]. برای تولید ماده نیمه‌جامد با همگنی و ساختار مناسب، روش مذاب فعال شده ناشی از کرنش بهترین گزینه است، چرا که در این روش علاوه بر تجهیزات ارزان قیمت، ماده‌ی نیمه‌جامد نیز به سادگی قابل دستیابی است [6]. فرایند مذاب فعال شده ناشی از کرنش دارای دو یا سه مرحله‌ی اصلی است؛ در مرحله‌ی اول به منظور ذخیره کردن کرنش، کارسرد، اکستروژن یا نورد قطعه و یا شوکه کردن آن در دمای بالا، صورت می‌گیرد. در مرحله‌ی دوم برای آزادسازی تنش پسماند ذخیره شده در فلز بازگرمایش قطعه به محدوده‌ی دمای نیمه‌جامد و نگه‌داری هم‌دما به مدت زمان‌های کوتاه انجام می‌شود [6-7].

با وجود فواید بسیار فرایند مذاب فعال شده ناشی از کرنش بر ریزساختار، تحقیقات انجام شده در زمینه‌ی تأثیر این فرایند بر خواص مکانیکی محدود است. در ادامه به برخی از مهمترین پژوهش‌های انجام شده در این راستا اشاره شده است.

در پژوهشی که بر روی ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیوم AA5013 تهیه شده با فرایند مذاب فعال شده ناشی از کرنش انجام گرفت، نمونه‌های مختلف با ۳۰ و ۵۰٪ کارسرد در دما و زمان‌های مختلف نگه‌داری در دمای نیمه جامد قرار گرفتند. طبق نتایج به دست آمده در این پژوهش با افزایش زمان نگه‌داری در دمای ثابت مقدار سختی افزایش یافته است. این امر ممکن است به دلیل سختی محلول جامد AA5013 توسط عناصر جامد فاز ثانویه با افزایش زمان یا دمای نگه‌داری باشد. همچنین سختی نمونه‌های ۵۰٪ کارسرد از نمونه‌های ۳۰٪ بالاتر است که این امر را می‌توان ناشی از وقوع فرایند تبلور مجدد و کاهش کرنش شبکه و یا تنش باقیمانده با افزایش دما یا زمان نگه‌داری دانست. همچنین طبق نتایج این پژوهش نمونه با ۵۰٪ کرنش، تردی بیشتری نسبت به نمونه ۳۰٪ کرنش دارد [8].

در پژوهش دیگری، تأثیر پیش‌کرنش و عملیات حرارتی فرایند مذاب فعال شده ناشی از کرنش بر روی ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیوم A319 بررسی گردیده است. در این تحقیق، بهترین خواص کششی، مربوط به نمونه‌ی با ۱۵ دقیقه نگه‌داری بوده است که این نمونه، نسبت به نمونه‌هایی با زمان‌های بالاتر، دارای دانه‌هایی با کرویت بالا، یکنواختی در پخش و اندازه دانه‌های کوچکتر می‌باشد. چون هر چه زمان نگه‌داری افزایش یافته، دانه‌ها درشت‌تر شده و خواص مکانیکی افت پیدا کرده است [6].

با توجه به تحقیقات محدود در زمینه‌ی تأثیر همزمان مذاب فعال شده ناشی از کرنش بر خواص مکانیکی و ریزساختار در آلیاژهای آلومینیوم ۲۰۲٤، در این پژوهش سعی بر این است که به این مهم پرداخته شود.

در این راستا به منظور کاهش اثرات کارسخت و رسوب سختی و راحت‌تر اعمال کردن کارسرد بعدی، ابتدا بر روی آلیاژ مورد استفاده که به صورت ورق بوده آنیل کامل اعمال گردید. سپس به منظور اعمال تغییر

فرم یکنواخت، اعمال کرنش با استفاده از فشرده‌سازی انجام شد و در ادامه در دما و زمان‌های مختلف قرار گرفت. همچنین به منظور مقایسه‌ی خواص مکانیکی از نمونه‌ی استاندارد T6 استفاده گردید.

مواد و روش‌ها

برای انجام این پژوهش از ورق آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲٤ با ضخامت ٤/۸۵ میلیمتر و با ترکیب شیمیایی بیان شده در جدول (۱) استفاده شده است.

ورق مورد نظر تحت عملیات آنیل کامل (Full Aneal)، شامل حرارت دادن به مدت ۱۳۵ دقیقه در دمای ٤۱۵ درجه سانتیگراد و سپس سرد کردن با نرخ۳۰ درجه بر ساعت قرار گرفت [9].

در این پژوهش، فرایند مذاب فعال شده ناشی از کرنش شامل یک مرحله اعمال کرنش و سپس یک مرحله نگه‌داری در دمای نیمه‌جامد می‌باشد. برای بررسی تأثیر دما و زمان نگه‌داری بر روی ریزساختار و خواص مکانیکی، ابتدا نمونه‌ها تحت کرنش ثابت ٤۰٪ در دمای محیط، توسط دستگاه نورد دو غلتکی با سرعت چرخش غلتک‌های ۵ دور بر دقیقه نورد شدند. این نمونه‌های کرنش داده شده در دماهای مختلف نیمه جامد و زمان‌های مختلف درون کوره کنترل اتمسفر قرار گرفته که در جدول (۲) به تشریح کامل و نامگذاری آن‌ها پرداخته شده است. به منظور مقایسه خواص مکانیکی عملیات حرارتی T6 نیز آورده شده است. آزمون ماکروسختی ویکرز از نمونه‌ها به وسیله دستگاه اینسترون و با اعمال نیرویی معادل ۵ نیوتن و به مدت ۱۰ ثانیه از سطوح مقطع عرضی نمونه‌ها موازی با جهت نورد در ۱۰ نقطه انجام و میانگین آنها به عنوان سختی اعلام شد. برای متالوگرافی ابتدا نمونه‌ها مانت شده و سپس با کاغذ سمباده تا شماره ۲٤۰۰ سنباده و در ادامه با خمیر الماس ۱ میکرون پولیش و در محلول کلر با ترکیب 2ml HF(40%) + 3ml HCl(38%) + 5ml HNO_3 (70%) + 190ml H_2O اچ شدند. تصاویر ریزساختار توسط میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی در بزرگ‌نمایی‌های مختلف تهیه شده است. برای تعیین میانگین اندازه دانه ابتدا از نمونه‌ها تصاویر متالوگرافی نوری تهیه شد و سپس با استفاده از نرم افزار Clemex و استاندارد ASTM E112 میانگین اندازه دانه تعیین گردید [10]. برای بررسی و مقایسه‌ی شکل دانه‌های هم محور، از ضریب شکل استفاده شد. ضریب شکل از میانگین اندازه‌گیری نسبت قطر کوچک به قطر بزرگ چندین دانه بدست آمده است.

جدول ۱ ترکیب شیمیائی آلومینیوم ۲۰۲٤ بدست آمده از روش اسپکترومتری نشری (درصد وزنی)

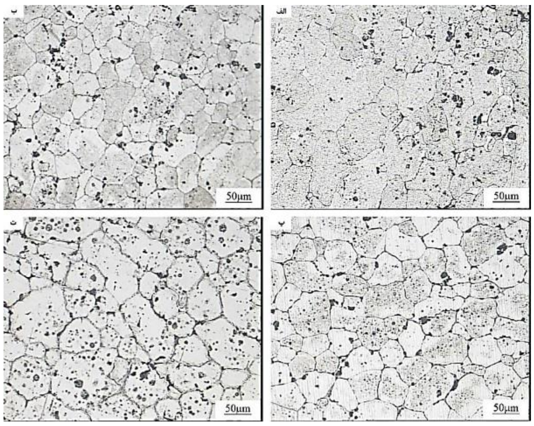
Si	Fe	Mn	Mg	Cu	Al
۰/۳۰	۰/۳۰	۰/٦	۱/۳	٤/۸	Base

جدول ۲ تشریح فرایند مذاب فعال شده ناشی از کرنش

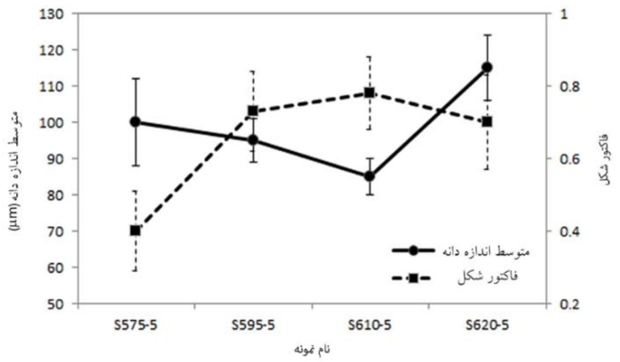
تشریح عملیات	نام عملیات
٤۰٪ کرنش در دمای محیط، ۵ دقیقه نگهداری در دمای ۵۷۵ درجه سانتیگراد	S575-5
٤۰٪ کرنش در دمای محیط، ۵ دقیقه نگهداری در دمای ۵۹۵ درجه سانتیگراد	S595-5
٤۰٪ کرنش در دمای محیط، ۵ دقیقه نگهداری در دمای ٦۱۰ درجه سانتیگراد	S610-5
٤۰٪ کرنش در دمای محیط، ۵ دقیقه نگهداری در دمای ٦۲۰ درجه سانتیگراد	S620-5
٤۰٪ کرنش در دمای محیط، ۱۰ دقیقه نگهداری در دمای ۵۷۵ درجه سانتیگراد	S575-10
٤۰٪ کرنش در دمای محیط، ۱۵ دقیقه نگهداری در دمای ۵۷۵ درجه سانتیگراد	S575-15
٤۰٪ کرنش در دمای محیط، ۳۰ دقیقه نگهداری در دمای ۵۷۵ درجه سانتیگراد	S575-30
عملیات محلولی در ۵۰۰ درجه سانتیگراد به مدت ۵۵ دقیقه، شوکه کردن در آب سرد، پیرسازی کامل در دمای ۱۹۰ درجه سانتیگراد	T6

بحث و نتایج

بررسی‌های ریزساختاری و درشت ساختاری در شکل (۱) تصاویر میکروسکوپ نوری مربوط به نمونه‌هایی با کرنش ٤٠٪ و زمان نگه‌داری ٥ دقیقه، در دماهای مختلف ٥٧٥، ٥٩٥، ٦١٠ و ٦٢٠ درجه سانتیگراد، مشاهده می‌شود. تصاویر به دست آمده نشان می‌دهد در دمای ٥٧٥ درجه‌ی سانتی‌گراد ریزساختار کروی نشده است که این موضوع بیانگر کافی نبودن کسر مذاب و یا زمان نگه‌داری برای ایجاد ساختار کروی است. در این ساختار تا حدودی تبلور مجدد دیده می‌شود. به دلیل کم بودن کسر حجمی مذاب در این دما، فاز مذاب حجم مناسبی نداشته و مذاب حاصل، توانایی نفوذ در در مرزدانه‌ها، جهت خیس کردن و جدا کردن آنها از شاخه‌های دندریتی اولیه را نخواهد داشت. تعداد مرزهای خیس نشده در دمای ٥٧٥ درجه‌ی سانتی‌گراد زیاد است، ولی در دماهای بالاتر مذاب حاصل توانایی نفوذ و خیس کردن مرزدانه‌ها را خواهد داشت. با افزایش دما، میزان کرویت افزایش یافته ولی مرزدانه‌ها ضخیم‌تر شده‌اند. نتایج فاکتور شکل و اندازه‌ی دانه برای این چهار نمونه در شکل (۲) آورده شده است. همانطور که دیده می‌شود، افزایش دما تا ٦١٠ درجه‌ی سانتی‌گراد باعث افزایش میزان کرویت شده ولی در دماهای بیشتر چون روی دانه‌های کروی جوانه‌زنی صورت می‌گیرد، بنابراین شکل دانه‌ها کمی از حالت کروی خارج شده و ضریب شکل کمی کاهش می‌یابد. همچنین با افزایش کسر مذاب، اندازه دانه تا دمای٦١٠ درجه سانتی‌گراد کاهش یافته و سپس افزایش می‌یابد.



شکل ۱ تصاویر میکروسکوپ نوری مربوط به ریزساختار نمونه‌های با کرنش٦٠٪ و زمان ٥ دقیقه
الف) ٥٧٥ °C ب) ٥٩٥ °C پ) ٦١٠ °C ت) ٦٢٠ °C



شکل ۲ فاکتور شکل و اندازه دانه نمونه‌های مذاب فعال شده ناشی از کرنش در دماهای مختلف

هر چه دما بیشتر می‌شود کسر حجمی مذاب در ساختار نیز بیشتر شده، بنابراین نفوذ و انتقال مواد از سطوح دانه‌های مجاور به یکدیگر راحت‌تر اتفاق افتاده و دانه‌های کروی‌تر و ریزتر تولید می‌شود. در دماهای بالاتر از ٦١٠ درجه‌ی سانتی‌گراد، علاوه بر کاهش ضریب شکل و افزایش اندازه‌ی دانه، اثرات مخربی از جمله ضخیم شدن مرزدانه و جدایش و تخلخل بر روی ریزساختار ایجاد می‌شود. پس حالت بهینه‌ی ریزساختار در این بخش دمای ٦١٠ درجه سانتی‌گراد گزارش می‌شود.

علت گلوبولی شدن دانه‌ها با افزایش کسر مذاب را می‌توان بر اساس دو مدل ارائه شده توسط سیرونگ [11] و مکانیزم تکامل استوالد [12] بیان کرد. طبق مدل سیرونگ و همکاران، وقتی به نمونه‌ی تغییر شکل داده شده حرارت داده می‌شود، از آنجایی که مرزدانه‌ها غنی از عناصر آلیاژی هستند بنابراین مرزدانه‌ها زودتر از دانه‌ها ذوب شده و ساختار نیمه‌جامد شامل دانه‌های جامدی می‌شود که توسط مذاب احاطه شده‌اند. به نظر می‌رسد مدل سیرونگ در تمام حالت‌های فرایند مذاب فعال شده ناشی از کرنش مشاهده می‌شود. ولی کروی‌تر شدن دانه‌ها با افزایش دما را می‌توان با مکانیزم تکامل استوالد توجیه کرد. بر اساس این مکانیزم، با افزایش دما، ذرات ریزتر و همچنین ذرات تبلور مجدد یافته حاصل از کرنش، ذوب شده و باعث کروی‌تر شدن ساختار می‌شوند. لذا بر اساس همین مکانیزم نیز می توان افزایش اندازه‌ی دانه در کسر مذاب‌های بالا را توجیه کرد. در شکل (٣) آنالیز طیف سنجی پراش انرژی پرتو ایکس برای نمونه S610-5 آورده شده است. نتایج حاصل در این نمونه بیانگر افزایش مس در نقاط سه گانه و همچنین کاهش منیزیم می‌باشد.

برای بررسی بهتر تأثیر زمان نگه‌داری در محدوده‌ی نیمه‌جامد، چهار زمان ۵ و ۱۰ و ۱۵و ۳۰ دقیقه انتخاب گردید. در شکل (٤) تصاویر میکروسکوپ نوری این چهار زمان مختلف آورده شده است.

هر چه زمان نگه‌داری افزایش می‌یابد، مرزهای خیس نشده به شدت کاهش یافته، ولی مرزدانه‌ها ضخیم‌تر، حفرات انقباضی به وجود آمده بیشتر و ترکیبات بین فلزی بر روی مرزدانه‌ها پیوسته‌تر می‌شود.

شکل (۵) میزان کرویت و اندازه‌ی دانه‌ی این چهار نمونه را نشان می‌دهد. با افزایش زمان نگه‌داری، میزان کرویت به طور چشم‌گیری افزایش یافته است. این افزایش چشمگیر میزان کرویت با افزایش زمان نگه‌داری را می‌توان با مکانیزم استوالد توجیه کرد. به نحوی که مذاب حاصل از ذوب مرزدانه‌های پر انرژی باعث انحلال لبه‌ها و گوشه‌های تیز دانه‌ها و رسوب مجدد در مناطق فرورفته شده و میزان کرویت را افزایش می‌دهد [13].

در زمان‌های نگه‌داری خیلی زیاد (۳۰ دقیقه)، میزان کرویت کاهش می‌یابد. کاهش کرویت در زمان‌های طولانی را می‌توان با مکانیزم به هم آمیختگی [14] توجیه کرد. از آنجا که دما ثابت و زمان نگه‌داری طولانی است، در نتیجه ذرات مواد نیمه جامد در حالت سکون قرار دارند. پس ذرات گلوبولی تمایل دارند به هم بپیوندند و بنابراین ویسکوزیته افزایش یافته و مکانیزم به هم آمیختگی صورت گیرد. پس با پیوستن دانه‌های گلوبولی به همدیگر میزان کرویت کاهش می‌یابد. همچنین با افزایش زمان نگه‌داری، اندازه‌ی دانه همواره سیر صعودی داشته است. افزایش اندازه‌ی دانه را نیز می‌توان با استفاده از مکانیزم استوالد توجیه کرد.

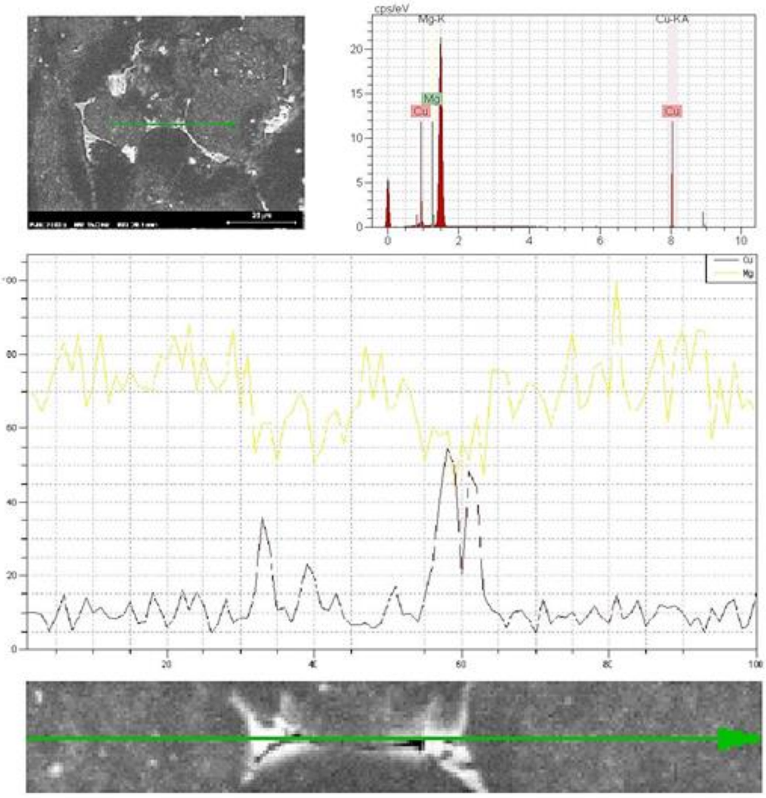
به نحوی که با افزایش زمان، مذاب شکل گرفته حاصل از انحلال مرزدانه‌های پرانرژی، بر روی مناطق گود و فرورفتگی‌ها، رسوب کرده و با گذشت زمان رشد می‌کند.

بررسی خواص مکانیکی

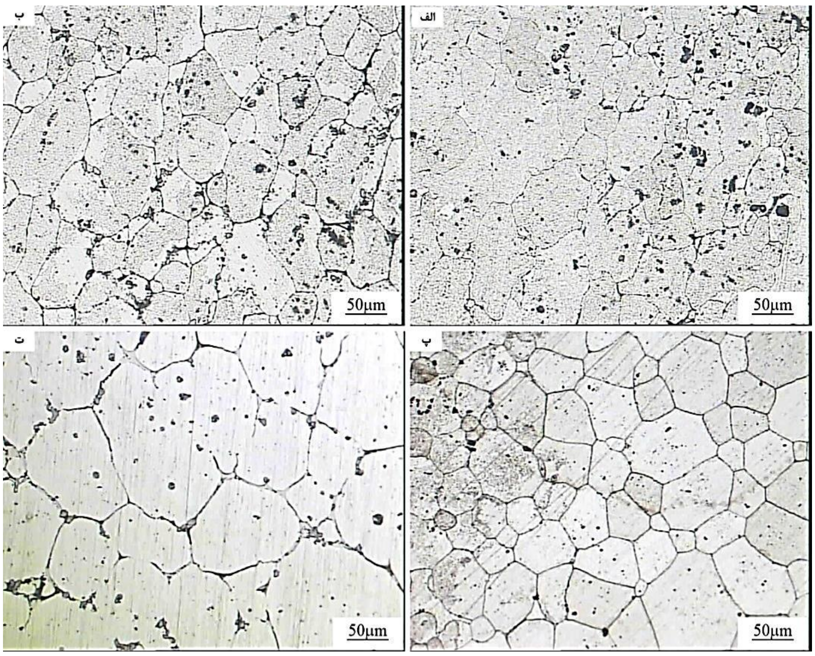
شکل (٦) نمودار حاصل از تست تنش- کرنش مهندسی بدست آمده با نرخ کرنش $۲/٦ \times ۱۰^{-٦}$ بر ثانیه برای نمونه‌های مذاب فعال شده ناشی از کرنش در

کسـرهای مختلـف مـذاب (شـکل ٦-الـف) و دماهـای متفاوت (شکل ٦-ب) را نشان می‌دهد. این نمونه‌ها با

حالت T6 مقایسه شده‌اند.

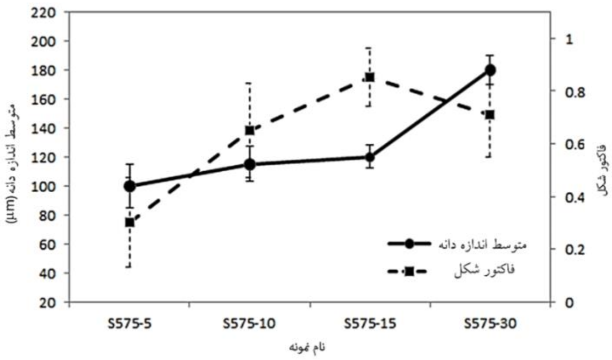


شکل ۳ نتایج آنالیز طیف سنجی پراش انرژی پرتو ایکس خطی از مرکز یک دانه تا دانه دیگر نمونه S610-5

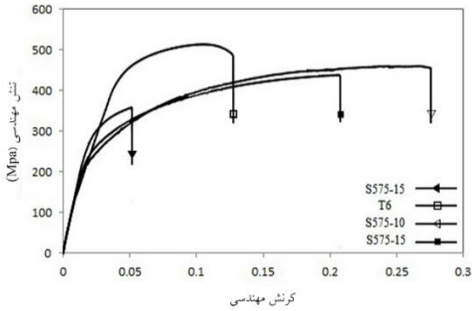


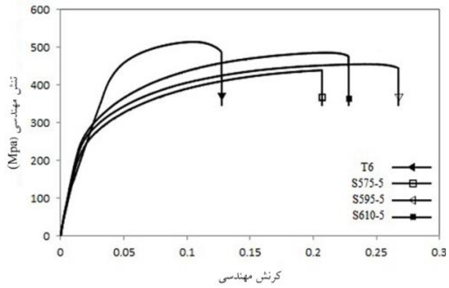
شکل ٤ تصاویر میکروسکوپ نوری مربوط به ریزساختار نمونه‌های با کرنش ٦٠٪ و دمای ۵۷۵ درجه سانتیگراد

الف) ۵ دقیقه ب) ۱۰ دقیقه پ) ۱۵ دقیقه ت) ۳۰ دقیقه



شکل ۵ متوسط اندازه دانه و فاکتور شکل نمونه‌های مذاب فعال شده ناشی از کرنش در زمان‌های مختلف





شکل ٦ نمودار تنش-کرنش مهندسی مربوط به نمونه‌های مذاب فعال شده ناشی از کرنش : الف) در کرنش و زمان ثابت ب) در کرنش و دمای ثابت

جدول ۳ نتایج حاصل از تست کشش نمونه‌های مذاب فعال شده ناشی از کرنش

نمونه	تنش تسلیم (Mpa)	استحکام کششی (Mpa)	درصد ازدیاد طول	چقرمگی ($Mpa.m^{1/2}$)
S575-5	٢٨٠	٤٦٠	٢٠/٧	٧٤/٧
S595-5	٣٠٠	٤٧٢	٢٦/٧	٢٦/٢
S610-5	٣٢٠	٤٨٥	٢٢/٨	٢٣/٣
S570-10	٢٦٥	٤٦٢	٢٧/٥	٢٦/٧
S570-15	٢٤٠	٣٨٦	٥/١	٣/٣
T6	٤٥٠	٥١٣	١٢/٧	٥٢

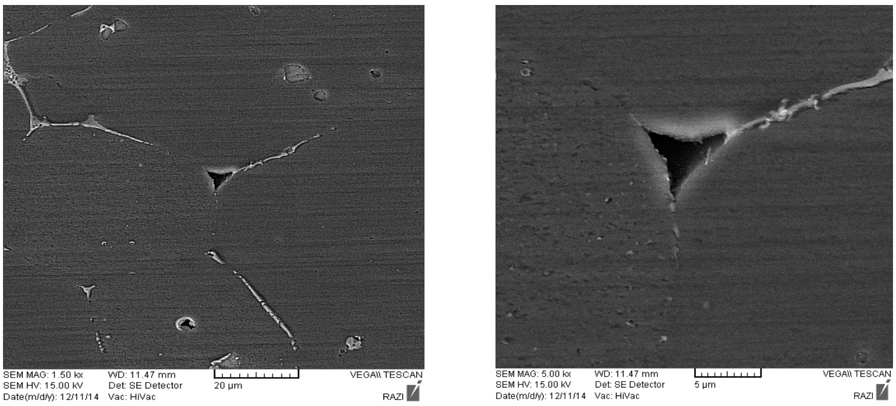
جدول (۳) نتایج حاصل از تست تنش- کرنش مهندسی را نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود با افزایش دما و به دنبال آن افزیش میزان کرویت، استحکام کششی افزایش و ازدیاد طول ابتدا افزایش و سپس کاهش یافته است. همچنین با افزایش دما چقرمگی کاهش می‌یابد. با افزایش زمان نگه‌داری میزان ازدیاد طول ابتدا افزایش و سپس به طور چشمگیری کاهش یافته است. این امر بیانگر تأثیر محسوس زمان نگه‌داری فرایند مذاب فعال شده ناشی از کرنش بر روی خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیوم ٢٠٢٤ است. علاوه بر این، با افزایش زمان نگه‌داری، استحکام کششی افزایش و چقرمگی کاهش می‌یابد.

با توجه به نتایج ذکر شده در جدول (۳) در حالت بهینه‌ی چقرمگی، افزایش ٤٤٪ را نسبت به حالت T6 را داریم که نشان دهنده‌ی تأثیر مثبت فرایند مذاب فعال شده ناشی از کرنش بر روی افزایش چقرمگی می‌باشد. اگرچه حالت بهینه‌ی استحکام کششی آلیاژ در فرایند مذاب فعال شده ناشی از کرنش نسبت به نمونه T6 مقدار کمی کاهش یافته، اما افزایش چشمگیر ازدیاد طول و چقرمگی نیز نشان‌دهنده‌ی تأثیر مثبت فرایند مذاب فعال شده ناشی از کرنش بر روی خواص کششی آلیاژ می‌باشد.

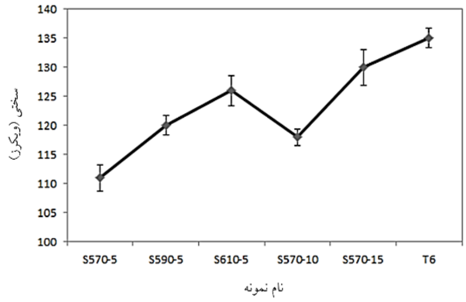
عواملی که می‌تواند بر روی خواص کششی تأثیرگذار باشد، اندازه دانه، میزان کرویت، مورفولوژی رسوبات و حفرات موجود در مرزدانه‌ها می‌باشد. همانطور که دیده می‌شود کمترین استحکام تسلیم و کششی مربوط به نمونه مذاب فعال شده ناشی از کرنش دمای ۵۷۵ درجه سانتیگراد و زمان ۱۵ دقیقه است. این نمونه بیشترین اندازه دانه را دارد. برای ارتباط دادن اندازه دانه و خواص مکانیکی می‌توان از معادله هال– پچ استفاده کرد. طبق این معادله، با کاهش اندازه دانه، موانع در برابر نابجایی‌ها افزایش و لذا تنش تسلیم و استحکام تسلیم افزایش می‌یابد [9]. با افزایش زمان نگه‌داری حفرات انقباضی بیشتر شده که این دلیل کاهش محسوس استحکام نهایی و ازدیاد طول نمونه‌ی ۱۵ دقیقه نگه‌داری می‌باشد. شکل (۷) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از حفره انقباضی تشکیل شده با افزایش زمان نگه‌داری را نشان می‌دهد.

نتایج حاصل از تست سختی در شکل (۸) آورده شده است. در یک دمای مشخص، با افزایش زمان نگه‌داری و یا دما مقدار سختی افزایش یافته است. با افزایش دما و یا زمان نگهداری، تبلور مجدد پیشرفت کرده لذا کرنش شبکه یا تنش باقیمانده کاهش یافته و سختی افزایش می‌یابد. همچنین با افزایش دما یا زمان، میزان ترکیبات بین فلزی سخت و شکننده نیز افزایش یافته است. پس در هر صورت برای آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲٤، تلاش برای کروی کردن ریزساختار با افزایش دما یا زمان، باعث افزایش سختی می‌شود.

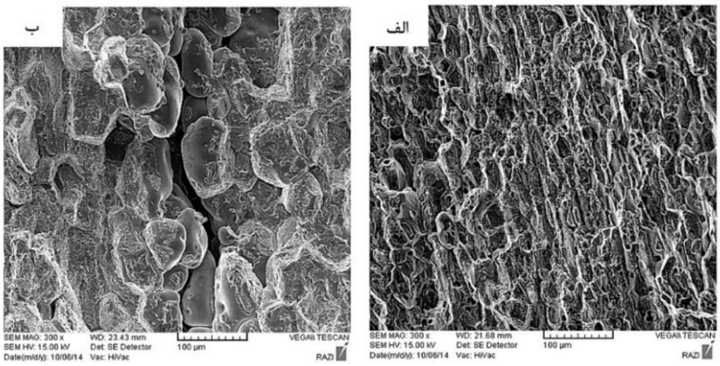
در شکل (۹) تصاویر سطح مقطع شکست نمونه‌های S575-5 و S575-15 پس از آزمون کشش، نشان داده شده است. در سطح شکست نمونه‌ی S575-5 ترک بین دانه‌ای و درون دانه‌ای مشاهده می‌شود. در نمونه‌ی S575-15 ترک بین دانه‌ای با پهنای خیلی بزرگ به وضوح مشاهده می‌شود. وجود جدایش مرزدانه‌ای مشخص در این نمونه را می‌توان علت کاهش استحکام و ازدیاد طول این نمونه دانست. همچنین در سطح مقطع شکست نمونه‌ی S575-15 دانه‌های گلوبولی به وضوح دیده می‌شود.



شکل ۷ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از حفره انقباضی نمونه S575-15 در دو بزرگ‌نمایی مختلف



شکل ۸ نمودار سختی مربوط به نمونه‌های مذاب فعال شده ناشی از کرنش



شکل ۹ تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح مقطع شکست نمونه‌های الف) S575-5 ب) S575-15

نتیجه‌گیری

۱- در دمای ۵۷۵ درجه سانتی‌گراد و زمان ۵ دقیقه و کرنش ثابت ٤٠ درصد، ریزساختار کروی نشده، که این امر بیانگر کافی نبودن کسر مذاب و یا زمان نگه‌داری برای ایجاد ریزساختار کروی است. در این دما، به دلیل پائین بودن کسر حجمی مذاب، مذاب حاصل توانایی نفوذ در مرزدانه‌ها جهت خیس کردن و جدا کردن آنها از شاخه های دندریتی اولیه را نخواهد داشت.

۲- با افزایش دمای نیمه جامد، فاکتور شکل ابتدا افزایش و سپس کاهش می‌یابد. کاهش فاکتور شکل را می‌توان ناشی از جوانه‌زنی روی دانه‌های کروی در دماهای بالا دانست.

۳- با افزایش دمای نیمه جامد، اندازه‌ی دانه ابتدا کاهش و سپس افزایش یافته است.

٤- نتایج حاصل از آنالیز طیف سنجی پراش انرژی پرتو ایکس نمونه‌های مذاب فعال شده ناشی از کرنش، بیانگر وجود فاز یوتکتیک در مرزدانه‌ها می‌باشد.

۵- با افزایش زمان نگه‌داری، میزان کرویت افزایش یافته ولی مرزدانه‌ها ضخیم‌تر، حفرات انقباضی بیشتر و ترکیبات بین فلزی بر روی مرزدانه‌ها پیوسته‌تر شده است. ولی در زمان‌های نگه‌داری خیلی زیاد، میزان کرویت به دلیل مکانیزم به هم آمیختگی کاهش می‌یابد. همچنین با افزایش زمان نگه‌داری، اندازه‌ی دانه همواره سیر صعودی داشته است.

٦- فرایند مذاب فعال شده ناشی از کرنش، به دلیل ایجاد ترکیبات بین فلزی پیوسته بر روی مرزدانه‌ها در حین سرد شدن از دمای نیمه‌جامد، باعث کاهش استحکام می‌گردد ولی تأثیر مثبتی بر روی ازدیاد طول داشته است.

۷- در فرایند مذاب فعال شده ناشی از کرنش، تبلور مجدد بیشتری صورت گرفته، لذا کرنش شبکه یا

تنش باقیمانده کاهش یافته و سختی افزایش می‌یابد.

مراجع

1. Choi J.C., Park H.J., "Microstructural Characteristics of Aluminum 2024 by Cold Working in the SIMA Process", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 82, pp. 107-116, (1998).
2. Hang T., Kapranos P., "Thixoforming of Laminate Made From Semi-Solid Cast Strips", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 157, pp. 508-512, (2004).
3. Hang T., Kapranos P., "Billetless Simple Thixoforming Process", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 130, pp. 581-586, (2002).
4. Rikhtegar F., Ketabchi M., "Investigation of Mechanical Properties of 7075 Al Alloy Formed by Forward Thixoextrusion Process", *Materials and Design*, Vol. 31, pp. 3943-3948, (2010).
5. Atkinson H.V., Burke K., Vaneetveld G., "Recrystallization in the Semi-Solid State in 7075 Aluminum Alloy", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 490, pp. 266-276, (2008).
6. Arami H., Khalifehzadeh R., Keyvan H., Khomamizadeh F., "Effect of Predeformation and Heat Treatment Conditions in the SIMA Process on Microstructural and Mechanical properties of A319 Aluminum Alloy", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 468, pp. 130-135, (2009).
7. Bolouri A., Shahmiri M., Kang C.G., "Study on the Effects of the Compression Ratio and Mushy Zone Heating on the Thixotropic Microstructure of AA 7075 Aluminum Alloy via SIMA Process", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 509, pp. 402-408, (2011).
8. Saklakoglu N., Saklakoglu I.E., Tanoglu M., Oztas O., Cubukcuoglu O., "Mechanical Properties and Microstructural Evaluation of AA5013 Aluminum Alloy Treated in the Semi-Solid state by SIMA Process", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 148, pp. 103-107, (2004).
9. Totten G., MacKenzie D., "Handbook of Aluminum", *Physical Metallurgy and Processes*, Vol. 1, (2003).
10. E112-96, "Standard Test Methods for Determining Average Grain Size", (1996).
11. Sirong Y., Dongcheng L., Kim N., "Microstructure evolution of SIMA processe d Al2024", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 420, pp.165-170, (2006).
12. Ratke L., Voorhees P.W., "Growth and Coarsening: Ostwald Ripening in Material Processing", Springer, (2002).
13. Yan G., Zhao S., Ma S., Shou H., "Microstructure Evolution of A356.2 Alloy Prepared by the SIMA Process", *Materials Characterization*, Vol. 69, pp. 45-51, (2012).
14. Chen G., Jiang J., Du Z., Cao Q., Li H., Zhang X., "Formation of Fine Spheroidal Microstructure of Semi-Solid Al-Zn-Mg-Cu Alloy by Hyper Thermally and Subsequent Isothermally Reheating", *Journal of Materials Science & Technology*, Vol. 29, pp. 979-982, (2013).